

Rec'd PCT/PTO 07 MAR 2005

PCT/JP2004/000151

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

13. 1. 2004

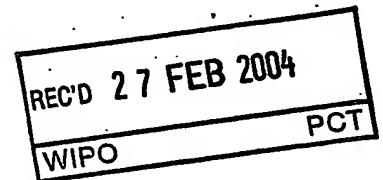
別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日
Date of Application: 2003年 1月17日

出 願 番 号
Application Number: 特願2003-009349
[ST. 10/C]: [JP2003-009349]

出 願 人
Applicant(s): J F E スチール株式会社

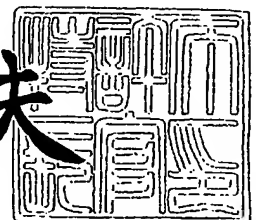


PRIORITY DOCUMENT
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH
RULE 17.1(a) OR (b)

2004年 2月13日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今井康夫



出証番号 出証特2004-3008988

【書類名】 特許願

【整理番号】 2003S00085

【提出日】 平成15年 1月17日

【あて先】 特許庁長官 太田 信一郎 殿

【国際特許分類】 C21D 9/00

【発明の名称】 疲労特性に優れた鋼材およびその製造方法

【請求項の数】 7

【発明者】

【住所又は居所】 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目（番地なし） 川崎製鉄株式会社 水島製鉄所内

【氏名】 大森 靖浩

【発明者】

【住所又は居所】 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目（番地なし） 川崎製鉄株式会社 水島製鉄所内

【氏名】 松崎 明博

【特許出願人】

【識別番号】 000001258

【氏名又は名称】 川崎製鉄株式会社

【代理人】

【識別番号】 100072051

【弁理士】

【氏名又は名称】 杉村 興作

【選任した代理人】

【識別番号】 100059258

【弁理士】

【氏名又は名称】 杉村 暁秀

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 074997

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 0018860

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 疲労特性に優れた鋼材およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

C : 0.35~0.7 mass%、

Si : 0.15~1.1 mass%、

Mn : 0.2 ~2.0 mass%、

Al : 0.005 ~0.25mass%、

Ti : 0.005 ~0.1 mass%、

Mo : 0.05~0.6 mass%、

B : 0.0003~0.006 mass%、

S : 0.06mass%以下、

P : 0.020 mass%以下および

Cr : 0.2 mass%以下

を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の組成になり、母材組織が、ベイナイト組織および／またはマルテンサイト組織を有し、かつこれらベイナイト組織とマルテンサイト組織の合計の組織分率が10%以上であり、さらに高周波焼入れ後の硬化層の旧オーステナイト粒径が $12\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする、疲労特性に優れた鋼材。

【請求項 2】 請求項 1 において、前記鋼材が、さらに

Cu : 1.0 mass%以下、

Ni : 3.5 mass%以下、

Co : 1.0 mass%以下、

Nb : 0.1 mass%以下および

V : 0.5 mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする、疲労特性に優れた鋼材。

【請求項 3】

C : 0.35~0.7 mass%、

Si : 0.15~1.1 mass%、

Mn : 0.2 ~2.0 mass%、

Al : 0.005 ~0.25mass%、

Ti : 0.005 ~0.1 mass%、

Mo : 0.05~0.6 mass%、

• B : 0.0003~0.006 mass%、

S : 0.06mass%以下、

P : 0.020 mass%以下および

Cr : 0.2 mass%以下

を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になる鋼素材を、熱間加工し、その後0.2 °C/s以上の速度で冷却したのち、焼入れ時の加熱温度：800 ~1000°Cの条件下で高周波焼入れを行うことを特徴とする、疲労特性に優れた鋼材の製造方法。

【請求項4】 請求項3において、前記鋼素材が、さらに

Cu : 1.0 mass%以下、

Ni : 3.5 mass%以下、

Co : 1.0 mass%以下、

Nb : 0.1 mass%以下および

V : 0.5 mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする、疲労特性に優れた鋼材の製造方法。

【請求項5】 請求項3または4において、前記冷却後に、高周波焼入れを複数回繰り返す、最終の高周波焼入れ時の加熱温度を 800~1000°Cとすることを特徴とする、疲労特性に優れた鋼材の製造方法。

【請求項6】 請求項5において、前記複数回の高周波焼入れの全てについて、高周波焼入れ時の加熱温度を 800~1000°Cとすることを特徴とする、疲労特性に優れた鋼材の製造方法。

【請求項7】 請求項3~6のいずれかにおいて、前記加熱温度範囲での加熱時間を5秒以下とすることを特徴とする、疲労特性に優れた鋼材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、表面に高周波焼入れによる硬化層をそなえる、自動車ドライブシャフトおよび等速ジョイントなどに適用して好適な、疲労特性に優れた鋼材およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

従来、自動車用ドライブシャフトや等速ジョイントなどの機械構造用部材は、熱間圧延棒鋼に、熱間鍛造、さらには切削、冷間鍛造などを施して所定の形状に加工したのち、高周波焼入れ-焼戻しを行うことにより、機械構造用部材としての重要な特性であるねじり疲労強度を確保しているのが一般的である。

他方、近年、環境問題から自動車用部材に対する軽量化への要求が強く、この観点から自動車用部材のねじり疲労強度の一層の向上が要求されている。

【0003】

ねじり疲労強度を向上させるためには、例えば高周波焼入れによる焼入れ深さを増加させることが考えられる。しかしながら、焼入れ深さを増加してもある深さで疲労強度は飽和する。

また、ねじり疲労強度の向上には、粒界強度の向上も有効であり、この観点から、TiCを分散させることによって旧オーステナイト粒径を微細化する技術が提案されている（例えば特許文献1参照のこと）。

【0004】

上記の特許文献1に記載された技術では、高周波焼入れ加熱時に微細なTiCを多量に分散させることで、旧オーステナイト粒径の微細化を図るものであるため、焼入れ前にTiCを溶体化しておく必要があり、熱間圧延工程で1100℃以上に加熱する工程を採用している。そのため、熱延時に加熱温度を高くする必要があり、生産性に劣るという問題があった。

また、上記の特許文献1に開示された技術をもってしても、近年のねじり疲労強度に対する要求には十分に応えられないところにも問題を残していた。

【0005】

【特許文献1】

特開2000-154819号公報（特許請求の範囲、段落【0008】）

【0006】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、上記の現状に鑑み開発されたもので、従来よりもねじり疲労強度を一層向上させた疲労特性に優れた鋼材を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】

さて、発明者らは、ねじり疲労強度を効果的に向上させるべく、鋭意検討を行った。

その結果、以下に述べるように、鋼の化学組成、組織、焼入れ条件および焼入れ後の硬化層粒径を最適化することにより、優れたねじり疲労強度が得られるとの知見を得た。

【0008】

(1) 適正な化学組成に調整した鋼に、焼入れを施し、焼入れ硬化層の粒径を $12\mu\text{m}$ 以下とすることで、ねじり疲労強度が顕著に向上する。具体的には、化学組成に関しては、特にSiおよびMoを適正な範囲で添加することで、高周波焼入れ加熱時におけるオーステナイトの核生成サイト数が増加し、またオーステナイト粒の成長が抑制されることにより、焼入れ硬化層の粒径が効果的に微細化し、その結果ねじり疲労強度が顕著に向上する。特にSiを0.15mass%以上添加することにより、通常の 1100°C 程度で6～10秒程度の高周波焼入れ加熱条件での焼入れにおいても、 $12\mu\text{m}$ 以下の硬化層粒径が得られる。

【0009】

(2) 母材の組織、すなわち焼入れ前の組織を、ベイナイト組織および／またはマルテンサイト組織が特定の分率で含有された組織にすると、ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織がフェライトーパーライト組織に比べて炭化物が微細に分散した組織であるため、焼入れ加熱時にオーステナイトの核生成サイトである

フェライト／炭化物の界面の面積が増えて、生成したオーステナイトが微細化する。その結果、焼入れ硬化層の粒径が微細となり、これにより粒界強度が向上し、ねじり疲労強度が増加する。

【0010】

(3) 上記したように、化学組成および組織を調整した鋼材を使用し、高周波焼入れ条件（加熱温度、時間、焼入れ回数）を適正に制御することで、硬化層粒径が顕著に微細化し、粒界強度が向上する。具体的には、加熱温度：800 ～1000℃、加熱時間：5秒以下とすることにより、硬化層粒径：12 μ m 以下の微細粒を安定して得ることができる。さらに、上記条件での焼入れ処理を2回以上繰り返すことにより、1回の焼入れに比べてさらに微細な硬化層粒径が得られる。

本発明は、上記の知見に立脚するものである。

【0011】

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. C : 0.35～0.7 mass%、
Si : 0.15～1.1 mass%、
Mn : 0.2 ～2.0 mass%、
Al : 0.005 ～0.25mass%、
Ti : 0.005 ～0.1 mass%、
Mo : 0.05～0.6 mass%、
B : 0.0003～0.006 mass%、
S : 0.06mass%以下、
P : 0.020 mass%以下および
Cr : 0.2 mass%以下

を含有し、残部はFeおよび不可避免の不純物の組成になり、母材組織が、ベイナイト組織および／またはマルテンサイト組織を有し、かつこれらベイナイト組織とマルテンサイト組織の合計の組織分率が10%以上であり、さらに高周波焼入れ後の硬化層の旧オーステナイト粒径が12 μ m 以下であることを特徴とする、疲労特性に優れた鋼材。

【0012】

2. 上記1において、前記鋼材が、さらに

Cu : 1.0 mass% 以下、

Ni : 3.5 mass% 以下、

Co : 1.0 mass% 以下、

Nb : 0.1 mass% 以下および

V : 0.5 mass% 以下、

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする、
疲労特性に優れた鋼材。

【0013】

3. C : 0.35~0.7 mass%、

Si : 0.15~1.1 mass%、

Mn : 0.2 ~2.0 mass%、

Al : 0.005 ~0.25mass%、

Ti : 0.005 ~0.1 mass%、

Mo : 0.05~0.6 mass%、

B : 0.0003~0.006 mass%、

S : 0.06mass% 以下、

P : 0.020 mass% 以下および

Cr : 0.2 mass% 以下

を含有し、残部はFeおよび不可避免の不純物の組成になる鋼素材を、熱間加工し、
その後0.2 °C/s以上の速度で冷却したのち、焼入れ時の加熱温度：800 ~1000°C
の条件下で高周波焼入れを行うことを特徴とする、疲労特性に優れた鋼材の製造
方法。

【0014】

4. 上記3において、前記鋼素材が、さらに

Cu : 1.0 mass% 以下、

Ni : 3.5 mass% 以下、

Co : 1.0 mass% 以下、

Nb : 0.1 mass% 以下および

V : 0.5 mass% 以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする、疲労特性に優れた鋼材の製造方法。

【0015】

5. 上記3または4において、前記冷却後に、高周波焼入れを複数回繰り返し、最終の高周波焼入れ時の加熱温度を 800~1000℃とすることを特徴とする、疲労特性に優れた鋼材の製造方法。

【0016】

6. 上記5において、前記複数回の高周波焼入れの全てについて、高周波焼入れ時の加熱温度を 800~1000℃とすることを特徴とする、疲労特性に優れた鋼材の製造方法。

【0017】

7. 上記3~6のいずれかにおいて、前記加熱温度範囲での加熱時間を5秒以下とすることを特徴とする、疲労特性に優れた鋼材の製造方法。

【0018】

【発明の実施の形態】

以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明において、鋼材および鋼素材の成分組成を上記の範囲に限定した理由について説明する。

C : 0.35~0.7 mass%

Cは、焼入れ性への影響が最も大きい元素であり、焼入れ硬化層の硬さおよび深さを高めてねじり強度の向上に有効に寄与する。しかしながら、含有量が0.35 mass%に満たないと必要とされるねじり強度を確保するためには焼入れ硬化深さを飛躍的に高めねばならず、その際焼割れの発生が顕著となり、またベイナイト組織も生成し難くなるため、0.35mass%以上を添加する。一方、0.7 mass%を超えて含有させると粒界強度が低下し、それに伴いねじり疲労強度が低下し、また切削性、冷間鍛造性および耐焼き割れ性も低下する。このためCは、0.35~0.7mass%の範囲に限定した。好ましくは 0.4~0.6 mass%の範囲である。

【0019】

Si : 0.15~1.1 mass%

Siは、焼入れ加熱時にオーステナイトの核生成サイト数を増加させると共に、オーステナイトの粒成長を抑制し、焼入れ硬化層の粒径を微細化する作用を有する。また、炭化物生成を抑制し、炭化物による粒界強度の低下を抑制する。さらに、ベイナイト組織の生成にも有用な元素であり、これらのことによりねじり疲労強度を向上させる。このように、Siは、本発明において非常に重要な元素であり、0.15mass%以上を含有させるが、1.1%を超えて含有させるとフェライトの固溶硬化により硬さが上昇し、切削性および冷間鍛造性の低下を招く。従って、Siは、0.15~1.1 mass%の範囲に限定した。好ましくは 0.4~1.0 mass%の範囲である。

【0020】

Mn : 0.2 ~2.0 mass%

Mnは、焼入れ性を向上させ、焼入れ時の硬化深さを確保する上で不可欠の成分であるため、積極的に添加するが、含有量が 0.2mass%未満ではその添加効果に乏しく、一方 2.0mass%を超えると焼入れ後の残留オーステナイトが増加し、かえって表面硬度が低下し、ひいてはねじり疲労強度の低下を招くので、Mnは 0.2~2.0 mass%の範囲に限定した。好ましくは 0.3~1.2 mass%の範囲である。

【0021】

Al : 0.005 ~0.25mass%

Alは、脱酸に有効な元素である。また、焼入れ加熱時におけるオーステナイト粒成長を抑制することによって焼入れ硬化層の粒径を微細化する上でも有用な元素である。しかしながら、含有量が 0.005mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方0.25mass%を超えて含有させてもその効果は飽和し、むしろ成分コストの上昇を招く不利が生じるので、Alは 0.005~0.25mass%の範囲に限定した。好ましくは0.02~0.06mass%の範囲である。

【0022】

Ti : 0.005 ~0.1 mass%

Tiは、Nと結合することで、BがBNとなってBの焼入れ性向上効果が消失するのを防止し、Bの焼入れ性向上効果を十分に発揮させる作用を有する。この効

果を得るためには、少なくとも 0.005mass%の含有を必要とするが、0.1 mass%を超えて含有されるとTiNが多量に形成される結果、これが疲労破壊の起点となってねじり疲労強度の著しい低下を招くので、Tiは 0.005~0.1 mass%の範囲に限定した。好ましくは0.01~0.07mass%の範囲である。

【0023】

Mo: 0.05~0.6 mass%

Moは、ベイナイト組織の生成を促進することにより、焼入れ加熱時のオーステナイト粒径を微細化し、焼入れ硬化層の粒径を細粒化する作用がある。また、焼入れ加熱時におけるオーステナイトの粒成長を抑制することにより、焼入れ硬化層の粒径を微細化する作用がある。さらに、焼入れ性の向上に有用な元素であるため、焼入れ性を調整するために用いられる。加えて、Moは、炭化物の生成を抑制し、炭化物による粒界強度の低下を有効に阻止する元素でもある。このように、Moは、本発明において非常に重要な元素であるが、含有量が0.05mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方 0.6mass%を超えて含有させると圧延材の硬さが著しく上昇し、加工性の低下を招くため、Moは0.05~0.6 mass%の範囲に限定した。好ましくは 0.1~0.6 mass%の範囲である。

【0024】

B: 0.0003~0.006 mass%

Bは、ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織の生成を促進する効果を有する。またBは、微量の添加によって焼入れ性を向上させ、焼入れ時の焼入れ深さを高めることによりねじり強度を向上させる効果もある。さらにBは、粒界に優先的に偏析して、粒界に偏析するPの濃度を低減し、粒界強度を向上させ、もってねじり疲労強度を向上させる作用もある。このため、本発明では、Bを積極的に添加するが、含有量が0.0003mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方 0.006mass%を超えて含有させるとその効果は飽和し、むしろ成分コストの上昇を招くため、Bは0.0003~0.006 mass%の範囲に限定した。好ましくは0.0005~0.004 mass%の範囲である。

【0025】

S: 0.06mass%以下

Sは、鋼中でMnSを形成し、切削性を向上させる有用元素であるが、0.06mass%を超えて含有させると粒界に偏析して粒界強度を低下させるため、Sは0.06mass%以下に制限した。好ましくは0.04mass%以下である。

【0026】

P: 0.020 mass%以下

Pは、オーステナイトの粒界に偏析し、粒界強度を低下させることにより、ねじり疲労強度を低下させる。また、焼割れを助長する弊害もある。従って、Pの含有は極力低減することが望ましいが、0.020 mass%までは許容される。

【0027】

Cr: 0.2 mass%以下

Crは、炭化物を安定化させて残留炭化物の生成を助長し、粒界強度を低下させてねじり疲労強度を劣化させる。従って、Crの含有は極力低減することが望ましいが、0.2 mass%までは許容できる。好ましくは0.05mass%以下である。

【0028】

以上、基本成分について説明したが、本発明ではその他にも、以下に述べる元素を適宜含有させることができる。

Cu: 1.0 mass%以下

Cuは、焼入れ性の向上に有効であり、またフェライト中に固溶し、この固溶強化によって、ねじり疲労強度を向上させる。また炭化物の生成を抑制することにより、炭化物による粒界強度の低下を抑制し、ねじり疲労強度を向上させる。しかしながら、含有量が1.0mass%を超えると熱間加工時に割れが発生するため、1.0 mass%以下の添加とする。なお好ましくは0.5 mass%以下である。

【0029】

Ni: 3.5 mass%以下

Niは、焼入れ性を向上させる元素であるので、焼入れ性を調整する場合に用いる。また、炭化物の生成を抑制し、炭化物による粒界強度の低下を抑制して、ねじり疲労強度を向上させる元素でもある。しかしながら、Niは極めて高価な元素であり、3.5 mass%を超えて添加すると鋼材のコストが上昇するので、3.5 mass%以下の添加とする。なお、0.05mass%未満の添加では焼入れ性の向上効果およ

び粒界強度の低下抑制効果が小さいので、0.05mass%以上含有させることが望ましい。好ましくは 0.1~1.0 mass%である。

【0030】

Co: 1.0 mass%以下

Coは、炭化物の生成を抑制して、炭化物による粒界強度の低下を抑制し、ねじり強度およびねじり疲労強度を向上させる元素である。しかしながら、Coは極めて高価な元素であり、1.0 mass%を超えて添加すると鋼材のコストが上昇するので、1.0 mass%以下の添加とする。なお、0.01mass%未満の添加では、粒界強度の低下抑制効果が小さいので、0.01mass%以上添加することが望ましい。好ましくは0.02~0.5 mass%である。

【0031】

Nb: 0.1 mass%以下

Nbは、焼入れ性の向上効果があるだけでなく、鋼中でC, Nと結合し析出強化元素として作用する。また、焼もどし軟化抵抗性を向上させる元素でもあり、これらの効果によってねじり疲労強度を向上させる。しかしながら、0.1 mass%を超えて含有させてもその効果は飽和するので、0.1 mass%を上限とする。なお、0.005 %未満の添加では、析出強化作用および焼もどし軟化抵抗性の向上効果が小さいため、0.005 mass%以上添加することが望ましい。好ましくは0.01~0.05 mass%である。

【0032】

V: 0.5 mass%以下

Vは、鋼中でC, Nと結合し析出強化元素として作用する。また、焼もどし軟化抵抗性を向上させる元素でもあり、これらの効果によりねじり疲労強度を向上させる。しかしながら、0.5 mass%を超えて含有させてもその効果は飽和するので、0.5 mass%以下とする。なお、0.01%未満の添加では、ねじり疲労強度の向上効果が小さいので、0.01mass%以上添加することが望ましい。好ましくは0.03~0.3 mass%である。

【0033】

以上、好適成分組成範囲について説明したが、本発明では、成分組成を上記の

範囲に限定するだけでは不十分で、母材組織の調整も重要である。

すなわち、本発明においては、母材の組織、すなわち焼入れ前の組織（高周波焼入れ後の硬化層以外の組織に相当）が、ベイナイト組織および／またはマルテンサイト組織を有し、かつこれらベイナイト組織とマルテンサイト組織の合計の組織分率を体積分率（vol%）で10%以上とする必要がある。この理由は、ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織は、フェライトーパーライト組織に比べて炭化物が微細に分散した組織であるため、焼入れ加熱時にオーステナイトの核生成サイトである、フェライト／炭化物界面の面積が増加し、生成したオーステナイトが微細化するため、焼入れ硬化層の粒径を微細化するのに有効に寄与するからである。そして、焼入れ硬化層の粒径の微細化により、粒界強度が上昇し、ねじり疲労強度が向上する。

ここに、ベイナイト組織とマルテンサイト組織の合計の組織分率は20 vol%以上とすることがより好ましい。

【0034】

なお、ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織以外の残部組織は、フェライト、パーライト等いずれでもよく、特に規定しない。

また、焼入れ後の硬化層の粒径の微細化に関しては、マルテンサイト組織もベイナイト組織と同程度の効果を有するが、工業的な観点からは、マルテンサイト組織に比べてベイナイト組織の方がより合金元素の添加量が少なくて済み、また低冷却速度で生成させることが可能であるため、製造上有利となる。

【0035】

また、本発明では、高周波焼入れ後の硬化層の旧オーステナイト粒径の調整も重要である。すなわち、高周波焼入れ後の硬化層に関し、旧オーステナイト粒径が $12\mu\text{m}$ 以下とする必要がある。というのは、焼入れ硬化層の粒径が $12\mu\text{m}$ を超えると、十分な粒界強度が得られず、満足いくほどのねじり疲労強度の向上が望めないからである。なお、好ましくは $10\mu\text{m}$ 以下、さらに好ましくは $5\mu\text{m}$ 以下である。

【0036】

次に、本発明の製造条件について説明する。

所定の成分組成に調整した鋼材を、棒鋼圧延または熱間鍛造後、必要に応じて冷間圧延、冷間鍛造または切削加工を施したのち、高周波焼入れを施して、製品とする。

本発明においては、上述した硬化層を得るために、高周波焼入れ時の加熱温度範囲を 800~1000℃とする必要がある。加熱温度が 800℃未満の場合、オーステナイト組織の生成が不十分となり、上述した硬化層組織の生成が不十分となる結果、十分なねじり疲労強度を確保することができない。一方、加熱温度が1000℃超えの場合、オーステナイト粒の成長が促進されて粗大となり、硬化層の粒径が粗大となるため、やはりねじり疲労強度の低下を招く。より好ましい加熱温度範囲は 800~950℃である。

高周波焼入れを複数回繰り返す場合には、少なくとも最終の高周波焼入れを、加熱温度: 800 ~1000℃として行えばよい。なお、高周波焼入れを複数回繰り返す場合には、全ての高周波焼入れについて、加熱温度: 800 ~1000℃とすることが最も望ましい。そして、2回以上の繰り返し焼入れを行うことで、1回焼入れに比べてさらに微細な硬化層粒径を得ることができる。

【0037】

また、本発明においては、高周波焼入れは、上記加熱温度範囲における加熱時間を5秒以下とすることが好ましい。というのは、加熱時間を5秒以下とした場合には、5秒を超える場合に比べて、オーステナイトの粒成長をさらに抑制することができ、非常に微細な硬化層粒径を得ることができる。より好ましい加熱時間は3秒以下である。

【0038】

さらに、本発明では、母材組織を、上述したベイナイト組織および／またはマルテンサイト組織を有し、かつこれらベイナイト組織とマルテンサイト組織の合計の組織分率が10 vol%以上の組織とするために、高周波焼入れを施す前の鋼材を、圧延・鍛造等の熱間加工により所定の形状に加工したのち、0.2℃/s以上の速度で冷却するものとする。というのは、冷却速度が0.2℃/s未満の場合には、ベイナイトあるいはマルテンサイト組織が得られ難くなり、これら組織の合計の組織分率が10 vol%に達しない場合が生じるからである。熱間加工後の冷却速度

の好適範囲は 0.3~30℃/sである。

なお、熱間加工は 900℃超~1150℃の温度範囲で行うことが好ましい。900℃以下では、必要なベイナイト組織および／またはマルテンサイト組織が得られず、一方1150℃超では加熱コストが大きくなるため、経済的に不利となるからである。

【0039】

【実施例】

表1に示す成分組成になる鋼素材を、転炉により溶製し、連続鑄造により鑄片とした。鑄片サイズは 300×400mm であった。この鑄片を、ブレードダウン工程を経て150 mm角ビレットに圧延したのち、24~60mmφの棒鋼に圧延した。圧延の仕上温度はベイナイトあるいはマルテンサイト組織生成の観点から好適な温度として 900℃超とした。圧延後の冷却は表2に示す条件とした。

ついで、この棒鋼から、平行部：20mmφ、応力集中係数 $\alpha=1.5$ の切欠を有するねじり試験片を作成し、このねじり試験片に、周波数：15 kHzの高周波焼入れ装置を用いて、表2に示す条件下で焼入れ深さ：5mmとなる焼入れを行った後、加熱炉を用いて 170℃×30分の条件で焼もどしを行い、その後ねじり疲労試験を行った。

ねじり疲労試験は、最大トルク：4900 N・m (= 500 kgf・m) のねじり疲労試験機を用いて、両振りで応力条件を変えて行い、 1×10^5 回の寿命となる応力を疲労強度として評価した。

鋼材の組織、焼入れ後の硬化層の粒径およびねじり疲労強度についての調査結果を、表2に併記する。

【0040】

【表 1】

表 1

鋼 記号	成 分 組 成 (mass%)															備 考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ti	B	Cu	Ni	Co	Nb	V	
A	0.42	0.51	0.77	0.010	0.023	0.024	0.04	0.45	0.021	0.0022	—	—	—	—	—	発明例
B	0.47	0.77	0.55	0.010	0.015	0.022	0.02	0.30	0.025	0.0014	—	—	—	—	—	
C	0.49	0.98	1.13	0.008	0.020	0.020	0.03	0.33	0.032	0.0022	—	—	—	—	—	"
D	0.55	0.62	0.96	0.009	0.038	0.029	0.03	0.15	0.017	0.0020	—	—	—	—	—	
E	0.50	0.41	0.36	0.004	0.015	0.069	0.05	0.51	0.015	0.0018	—	—	—	—	—	"
F	0.48	0.90	0.60	0.012	0.020	0.025	0.04	0.39	0.020	0.0011	0.3	0.44	—	—	—	
G	0.50	0.64	0.73	0.013	0.031	0.033	0.02	0.25	0.058	0.0033	—	—	0.22	0.040	0.16	"
H	0.48	0.91	0.60	0.012	0.020	0.025	0.18	0.39	0.020	0.0021	—	—	—	—	—	
I	0.48	0.90	0.59	0.012	0.020	0.025	0.04	0.38	0.006	0.0022	—	—	—	—	—	"
J	0.49	0.91	0.59	0.013	0.021	0.025	0.04	0.39	0.019	0.0021	—	—	—	0.050	—	
K	0.48	0.90	0.60	0.012	0.020	0.024	0.04	0.40	0.020	0.0022	—	—	—	—	0.21	"
L	0.48	0.90	0.60	0.012	0.021	0.025	0.04	0.38	0.020	0.0024	0.4	—	—	—	—	
M	0.49	0.89	0.61	0.012	0.020	0.025	0.03	0.39	0.019	0.0020	—	1.5	—	—	—	"
N	0.48	0.90	0.60	0.013	0.020	0.026	0.03	0.39	0.021	0.0019	—	—	0.45	—	—	
O	0.84	0.50	1.10	0.012	0.019	0.021	0.03	0.24	0.025	0.0018	—	—	—	—	—	比較例
P	0.26	0.62	0.90	0.013	0.022	0.023	0.03	0.14	0.022	0.0026	—	—	—	—	—	
Q	0.46	0.06	0.69	0.012	0.023	0.031	0.01	0.32	0.018	0.0023	—	—	—	—	—	"
R	0.51	0.76	1.01	0.018	0.019	0.019	0.02	—	0.026	0.0032	—	—	—	—	—	
S	0.49	0.44	1.04	0.013	0.014	0.028	0.04	0.20	0.023	0.0001	—	—	—	—	—	"
T	0.44	0.55	2.59	0.007	0.018	0.033	0.02	0.28	0.035	0.0001	—	—	—	—	—	
U	0.47	0.34	0.89	0.039	0.083	0.024	0.02	0.36	0.025	0.0023	—	—	—	—	—	"
V	0.48	0.66	0.55	0.009	0.018	0.021	0.31	0.14	0.020	0.0019	—	—	—	—	—	
W	0.53	0.81	0.93	0.012	0.018	0.026	0.03	0.41	0.150	0.0024	—	—	—	—	—	"
X	0.43	0.52	0.53	0.013	0.014	0.027	0.04	0.20	0.004	0.0023	—	—	—	—	—	

【0041】

【表2】

No.	鋼 記号	加工後 冷却速度 (°C/s)	ベイナイト 組織分率 (vol%)	マルテンサイト 組織分率 (vol%)	母材フェライト 粒径 (μm)	高周波焼入条件	焼入れ 回数	硬化層粒径 (μm)	ねじり疲労強度 (1×10^5) (MPa)	備 考
1	A	0.7	81	0	17.9	880°C × 2 s	1	4.5	755	発明例
2	"	0.7	81	0	17.9	890°C × 2 s	2	2.9	828	"
3	"	0.7	81	0	17.9	1090°C × 6 s	1	11.1	704	"
4	B	0.9	65	0	16.6	850°C × 1 s	1	3.8	822	"
5	"	0.9	65	0	16.6	850°C × 1 s	2	2.6	879	"
6	"	0.9	65	0	16.6	970°C × 1 s	1	7.8	795	"
7	"	12.5	9	91	7.1 μm 未生成	870°C × 2 s	1	4.7	813	"
8	C	0.6	88	0	14.9	830°C × 3 s	1	3.2	850	"
9	"	0.08	6	0	14.9	970°C × 3 s	1	19.5	537	比較例
10	D	0.7	28	0	12.5	900°C × 3 s	1	5.2	835	発明例
11	"	0.7	28	0	12.5	900°C × 7 s	1	10.6	719	"
12	E	0.8	25	0	14.2	890°C × 1 s	3	2.6	870	"
13	F	0.8	70	0	15.3	850°C × 1 s	2	2.4	882	"
14	G	0.7	83	0	14.1	940°C × 2 s	2	3.8	826	"
15	H	0.7	63	0	16.2	950°C × 1 s	1	7.9	741	"
16	I	0.8	63	0	16.9	970°C × 1 s	1	8.0	787	"

表 2

17	J	0.7	61	0	15.8	950℃×1s	1	7.6	815	発明例
18	K	0.8	64	0	16.0	950℃×1s	1	7.8	826	"
19	L	0.8	67	0	16.2	940℃×1s	1	7.5	822	"
20	M	0.6	87	0	14.5	960℃×1s	1	7.6	830	"
21	N	0.7	71	0	15.0	950℃×1s	1	7.7	817	"
22	<u>O</u>	0.9	33	0	7x711未生成	950℃×1s	2	4.9	625	比較例
23	<u>P</u>	0.5	<u>8</u>	0	20.7	950℃×2s	1	17.0	548	"
24	<u>Q</u>	0.6	35	0	14.5	900℃×3s	1	13.9	590	"
25	<u>R</u>	0.5	12	0	13.7	900℃×3s	2	13.7	583	"
26	<u>S</u>	0.7	<u>7</u>	0	14.6	920℃×2s	1	11.1	586	"
27	<u>T</u>	0.7	87	0	16.0	910℃×1s	1	4.2	675	"
28	<u>U</u>	0.6	69	0	15.1	880℃×2s	1	4.0	655	"
29	<u>V</u>	0.7	24	0	14.4	860℃×2s	2	3.9	657	"
30	<u>W</u>	0.6	80	0	12.8	950℃×3s	1	5.9	562	"
31	A	0.7	81	0	17.9	1150℃×7s	1	13.6	615	"
32	"	0.7	81	0	17.9	700℃×2s	1	不完全焼入れ組織のため測定不能	308	"
33	<u>X</u>	0.7	<u>7</u>	0	17.5	960℃×1s	1	20.5	543	"
34	C	0.6	88	0	14.9	※1	2	3.5	840	発明例

※1: 1回目焼入れ条件: 1100℃×2s、2回目焼入れ条件: 850℃×2s

【0042】

表2から明らかなように、本発明で規定した成分組成範囲を満足し、かつ本発明の高周波焼入れ条件を満たす条件で製造した鋼材はいずれも、硬化層の旧オーステナイト粒径が $12\mu\text{m}$ 以下を満たしており、その結果 700 MPa以上の高いねじり疲労強度を示している。

なお、表2中のNo.1と2あるいはNo.4と5を比較すると、焼入れ回数を1回から2回に増やすことで、硬化層の粒径が微細化し、ねじり疲労強度がさらに上昇することが分かる。

【0043】

これに対し、No.9は、加工後の冷却速度が小さいため、ベイナイトとマルテンサイトの合計組織分率が10%未満となっており、その結果、硬化層粒径が粗大となり、ねじり疲労強度が低い。

No.22 は、硬化層粒径は微細であるものの、C含有量が本発明の範囲より高いため、粒界強度の低下を招き、そのためねじり疲労強度が劣っている。

No.23, 24, 25 は、それぞれC, Si, Moの含有量が本発明の適正範囲よりも低いため、硬化層粒径が粗大となり、ねじり疲労強度が劣っている。

No.26 はB含有量が低く、またNo.27 はMn含有量が、No.28 はSおよびP含有量が、No.29 はCr含有量が、それぞれ本発明の適正範囲を超えているため、いずれも粒界強度の低下を招き、ねじり疲労強度が劣っている。

No.30 は、Ti含有量が本発明の適正範囲を超えているため、ねじり疲労強度が劣っており、逆にNo.33 はTi含有量が低いため、硬化層粒径が粗大となり、ねじり疲労強度が劣っている。

No.31 は、高周波焼入れ時の加熱温度が高すぎるため硬化層の粒径が粗大となり、一方No.32 は、高周波焼入れ時の加熱温度が低すぎるため硬化層が形成されず、いずれもねじり疲労強度に劣っている。

【0044】

【発明の効果】

かくして、本発明によれば、高いねじり疲労強度を有する鋼材を安定して得ることができ、その結果、自動車用部材の軽量化の要求に対し偉功を奏する。

【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 高いねじり疲労強度を有する鋼材を安定して提供する。

【解決手段】 質量%で、C：0.35～0.7 %、Si：0.15～1.1 %、Mn：0.2 ～2.0 %、Al：0.005 ～0.25%、Ti：0.005 ～0.1 %、Mo：0.05～0.6 %、B：0.0003～0.006 %、S：0.06%以下、P：0.020 %以下およびCr：0.2 %以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成にすると共に、母材組織を、ベイナイト組織および／またはマルテンサイト組織を有し、かつこれらベイナイト組織とマルテンサイト組織の合計の組織分率が10%以上とし、さらに高周波焼入れ後の硬化層の旧オーステナイト粒径を $12\mu\text{m}$ 以下とする。

【選択図】 なし

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[000001258]

1. 変更年月日

[変更理由]

住 所

氏 名

1990年 8月13日

新規登録

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

川崎製鉄株式会社

2. 変更年月日

[変更理由]

住 所

氏 名

2003年 4月 1日

名称変更

住所変更

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号

JFEスチール株式会社